

СООТНОШЕНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ПРЕССОВАНИИ ТИТАНОВОЙ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ И ИХ СВЯЗЬ С ПОКАЗАТЕЛЯМИ ТЕКСТУРЫ

STRAIN RATIOS WHEN EXTRUDING TITANIC ARTICLE AND THEIR COMMUNICATION WITH TEXTURE INDICATORS

Логинов Ю.Н., Котов В.В.

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, un1@mtf.ustu.ru

According to the computer simulation results of titanium alloys extrusion and x-ray analysis it was proved that there is a connection between components of a deformation tensor and texture parameters that characterize crystal orientations in a treated material.

The unevenness of texture in extruded billets was found. The way to control the texture based on input and output billet geometry change was proposed.

Среди всего многообразия титановых сплавов особое место занимают альфа- и псевдо-альфа сплавы вследствие особенностей гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решетки, имеющей выраженную анизотропию характеристик. Именно распределение ГПУ-кристаллитов в изделии, называемое кристаллографической текстурой, позволяет создать особые свойства, недостижимые для изотропных металлов. Проблемой сегодняшнего дня является создание способов управления текстурой в производственных процессах для того, чтобы гарантировать получение необходимых свойств в готовом изделии. В современной технологии трубы из псевдо-альфа-титановых сплавов, например, из сплава Ti3Al2,5V [1], для использования в гидравлических системах авиационной и космической техники получают горячим прессованием полой заготовки с последующей холодной прокаткой. Известно, что в процессах обработки давлением текстурированное состояние материала изменяется, анализу таких изменений посвящена данная работа.

Ранее выполненными исследованиями свойств полых заготовок из сплава Ti3Al2,5V была выявлена значительная анизотропия свойств материала, унаследованная от процесса горячего прессования [2-5]. Отмечено, что прочностные характеристики сплава наиболее высоки в тангенциальном направлении. С одной стороны, такое свойство повышает прочность готовых труб на разрыв в условиях эксплуатации летательных аппаратов. Однако с другой стороны, создаются проблемы с радиальным перемещением материала в процессе холодной прокатки труб, из-за чего разностенность труб плохо нивелируется в этом процессе. В первом случае необходимо добиваться получения материала с наибольшей анизотропией свойств, а во втором случае желательно получение изотропного материала. В целом, необходимо выявить параметры, способные изменять производственную ситуацию, т.е. управлять ею.

Геометрические параметры очага деформации заданы с помощью следующих обозначений: D_{0H} и D_{1H} – внешние диаметры заготовки соответственно до и после прессования, D_{1B} – внутренний диаметр трубы после

прессования, S_0 и S_1 – толщины стенки заготовки соответственно до и после прессования, L – длина заготовки до подхода к поверхности матрицы, α – угол наклона матрицы (угол между образующей рабочей поверхности матрицы и осью симметрии). Величина $l_k=3$ мм – длина калибрующего пояска.

Для решения задачи использовали программный модуль DEFORM. При постановке в качестве объектов моделирования назначили деформацию и тепловые процессы, а в качестве типа расчета использовали метод приращений.

Упруго-пластические свойства сплава описали с помощью данных справочника [5] и библиотеки материалов www.matweb.com. В качестве начальных условий задали температуры: для заготовки 850°C, для инструментов 200°C и для окружающей среды 20°C. Кинематические граничные условия задали в виде указания постоянной скорости инструмента (пуансона, совмещенного с иглой) на уровне 40 мм/с. Величину перемещения пуансона назначали равной ($L-30$) мм.

Тепловые граничные условия задавали путем указания поверхностей заготовки, на которых будет идти теплопередача, т.е. находящихся в контакте с инструментом или окружающей средой. Значение коэффициента теплопередачи между заготовкой и инструментами принимали равным $3,25 \frac{\text{кВт}}{\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C}}$ на

основе данных, приведенных в источнике [6].

В качестве граничного условия на контактной поверхности задали закон трения Зибеля и показатель трения, равный 0,26 в соответствии с рекомендациями [7].

После проведения компьютерного моделирования построены эпюры распределения главных деформаций $\epsilon_i (i = 1, 2, 3)$. Выбор их в качестве анализируемых параметров продиктован наличием связи между деформациями и формируемой в металле текстурой.

На рис. 1 показаны эпюры распределения главных деформаций в виде линий равного уровня для одной из постановок задачи прессования: при $D_{0H} = 133$ мм; $D_{1H} = 88$ мм; $D_{1B} = 61,3$ мм, $S_0 = 35,35$ мм; $L = 168$ мм; $\alpha = 60^\circ$.

Каждая из линий обозначена одной из заглавных букв латинского алфавита. Обозначение деформаций соответствует правилу, установленному в механике деформируемой среды: $\epsilon_{11} > \epsilon_{22} > \epsilon_{33}$. В соответствии с полученными результатами наблюдаются следующие закономерности:

- Уровень деформации нарастает в направлении выхода металла из матрицы.
- Компонента ϵ_{11} является деформацией удлинения, а компоненты ϵ_{22} и ϵ_{33} являются деформациями укорочения.
- Очаг деформации локализован вблизи матрицы.
- После выхода из матрицы все компоненты ϵ_{11} , ϵ_{22} , ϵ_{33} , взятые по модулю, максимальны на наружной поверхности трубной заготовки и минимальны на ее внутренней поверхности.

Сравнение эпюр распределения главных деформаций для изотермической постановки и с учетом процессов теплопередачи позволило выявить несколько моментов:

- Картины распределения степеней деформаций для обоих случаев качественно совпадают.
- Значения главных деформаций для внешней поверхности трубной заготовки после выхода из очага деформации практически равны для обеих постановок.
- Значения главных деформаций для внутренней поверхности трубной заготовки заметно отличаются, большие значения соответствуют изотермической постановке. Последнее можно объяснить наличием захлаживания металла в приконтактной с иглой области и, как следствие, увеличения в этой зоне сопротивления деформации.

Таким образом, изотермическая постановка приводит к получению несколько иных значений главных деформаций и увеличивает погрешность

вычислений. Поэтому для дальнейших расчетов использовали постановки задач с учетом процессов теплопередачи.

Полученную в трубной заготовке текстуру обычно оценивают с помощью обратных полюсных фигур (ОПФ), измеренных рентгеновским способом, которые позволяют получить качественную картину текстурования. В последнее время для количественной оценки текстуры все чаще применяют параметры Кернса f_i [8].

Параметр Кернса показывает, какая часть всех базовых плоскостей кристаллитов, имеющих в металле, ориентирована в одном из трех направлений, в том числе для осесимметричной постановки в радиальном (f_r), тангенциальном (f_ϕ) и продольном или аксиальном (f_z). Сумма всех трех параметров равна единице:

$$f_r + f_\phi + f_z = 1, \quad (1)$$

а для полностью изотропного металла параметры Кернса равны: $f_r = f_\phi = f_z = 0,33$.

Оценка текстуры параметрами Кернса применяется в технологии обработки титановых, циркониевых, гафниево-титановых сплавов [8,9].

Изучение практики обработки металлов и сплавов с ГПУ решеткой показывает, что в результате пластической деформации текстурованность материала подчиняется следующему постулату. Нормали к базовым плоскостям кристаллитов располагаются в плоскости, перпендикулярной направлению положительной пластической деформации (удлинения) и параллельны направлению отрицательной деформации (укорочения) [10-14]. Как следует из описания к патентам фирмы Sandvik Special Metals Corporation [15, 16] и из трудов С.Я.Бецофена с сотрудниками [17-19], это правило можно распространить на α и псевдо- α титановые сплавы, обладающие ГПУ решеткой.

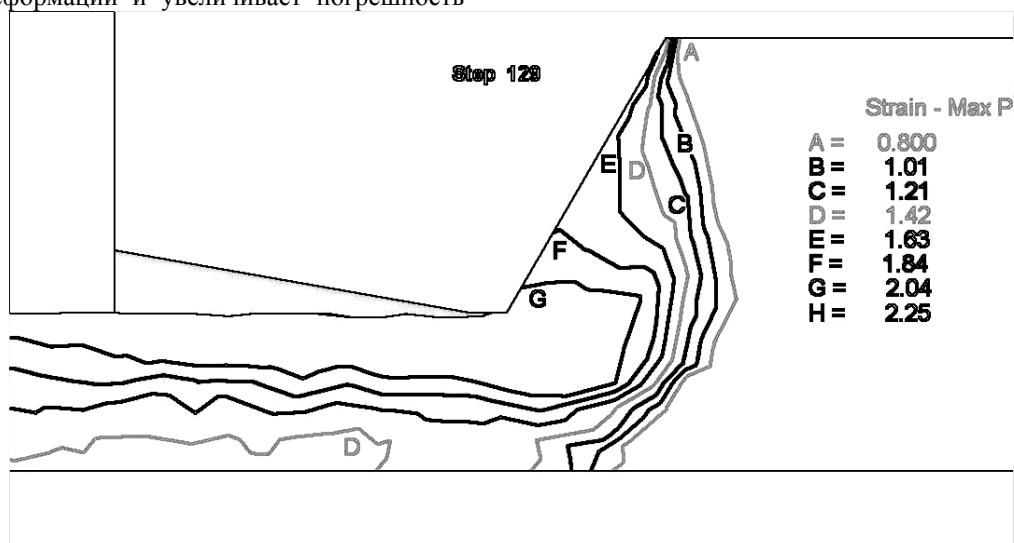


Рис. 1. Эпюры распределения главных деформаций: ϵ_{11}

При построении обратных полюсных фигур для осесимметричного тела, которым является трубная заготовка, обычно используют базовую систему координат, располагая ее в следующих направлениях: ось z размещают вдоль оси заготовки; ось r направлена вдоль ее радиуса, а ось φ размещена в тангенциальном направлении. Вместе с тем, ранее выполненный расчет накопленной деформации осуществлялся для компонентов главных деформаций в направлениях 1,2,3, которые не совпадают с направлениями z , r и φ . Таким образом, данные рентгеновского анализа не могут быть применены к анализу результатов решения краевой задачи методом конечных элементов из-за несовпадения систем координат. Поэтому следующим шагом явился пересчет результатов решения с целью определения компонентов тензора деформации в системе координат z , r и φ для чего пришлось определить угол наклона векторов главных деформаций \square_{11} относительно оси z . Остальные расчеты были выполнены в соответствии с правилами расчета компонентов тензоров при переходе от одной системы координат к другой:

$$\varepsilon_{ij} = a_{ii} \cdot a_{jj} \cdot \varepsilon_{i'j'}, \quad (2)$$

где $a_{ii'}(i, i' = 1, 2, 3)$, $a_{jj'}(j, j' = r, \varphi, z)$ – компоненты матрицы перехода.

Главные деформации для трубной заготовки рассчитывали для пяти точек, расположенных по толщине стенки при нумерации от 1 до 5 по мере удаления от внутренней поверхности. Ввели понятие безразмерного радиуса трубной заготовки $\bar{R} = r / R_1$, где $R_1 = D_{1H}/2$ – наружный радиус отпрессованной трубной заготовки.

На основе полученных данных вычислены компоненты ε_{rr} , $\varepsilon_{\varphi\varphi}$, ε_{zz} , значения которых для описанных ранее условий приведены в табл. 1.

Как показано в табл. 1, отрицательными деформациями (укорочения) являются ε_{rr} , $\varepsilon_{\varphi\varphi}$, соответственно именно вдоль направлений r и φ будут располагаться нормали к базисным плоскостям кристаллитов. Поскольку величины ε_{rr} , $\varepsilon_{\varphi\varphi}$ являются значимыми (ни одна из них не близка к нулю), то можно сделать вывод, что в данном процессе будет достигнута радиально-тангенциальная текстура.

Таблица 1. Пример распределения деформаций по стенке трубы

Параметр	r / R_1				
	1,00	0,94	0,86	0,78	0,71
ε_{11}	2,81	2,60	2,15	1,82	1,75
ε_{22}	-0,50	-0,47	-0,39	-0,31	-0,25
ε_{33}	-2,28	-2,10	-1,74	-1,50	-1,48
ε_{zz}	1,54	1,43	1,18	0,99	0,94
$\varepsilon_{\varphi\varphi}$	-0,50	-0,47	-0,39	-0,31	-0,25
ε_{rr}	-1,01	-0,93	-0,77	-0,67	-0,67

В дальнейшем по приведенной выше методике выполнили большое количество расчетов, в которых варьировали размеры исходных заготовок и угол наклона образующей матрицы α . Изменение площадей поперечных сечений заготовок до и после деформации описывали с помощью коэффициента вытяжки λ .

Выявлено, что по всей толщине стенки трубной заготовки уровень радиальных деформаций оказывается выше (по модулю), чем уровень тангенциальных деформаций, при этом как те, так и другие нарастают (по модулю) от внутренней поверхности заготовки к наружной поверхности. Минимальная разница между деформациями оказывается примерно на середине толщины стенки. Наличие графиков двух компонент деформации позволяет сделать качественные выводы относительно распределения степени нагартовки, поскольку третья компонента - ε_{zz} определяется из условия несжимаемости. Накопленная степень деформации возрастает от внутренней поверхности трубной заготовки к внешней, что отмечалось ранее многими исследователями.

Обычно для сравнения двух величин используют относительные параметры, характеризующие, во сколько раз одна величина превышает другую. Поэтому более точно о типе текстуры можно было бы судить по отношению $\frac{\varepsilon_{rr}}{\varepsilon_{\varphi\varphi}}$, которое показывает, во сколько раз $\varepsilon_{\varphi\varphi}$

радиальная деформация больше тангенциальной. Однако это отношение имеет существенный недостаток: при значениях $\varepsilon_{\varphi\varphi}$ близких к нулю, значение $\frac{\varepsilon_{rr}}{\varepsilon_{\varphi\varphi}}$ будет стремиться к бесконечности

(∞), которую неудобно использовать в расчетах. Поэтому в качестве альтернативы параметра, характеризующего текстуру, введем величину

$$k_{r\varphi} = \frac{\varepsilon_{rr}}{\varepsilon_{\varphi\varphi} + \varepsilon_{rr}}. \text{ Этот показатель нормирован в}$$

области $0 < \frac{\varepsilon_{rr}}{\varepsilon_{\varphi\varphi} + \varepsilon_{rr}} < 1$. Если это отношение

больше 0,5, то будет получена текстура с сильнее выраженной радиальной компонентой, если

меньше 0,5, то с тангенциальной. Параметр $k_{r\varphi} = \frac{\varepsilon_{rr}}{\varepsilon_{\varphi\varphi} + \varepsilon_{rr}}$ при использовании условия несжимаемости $\varepsilon_{zz} + \varepsilon_{rr} + \varepsilon_{\varphi\varphi} = 0$ может быть приведен к виду $k_{r\varphi} = -\frac{\varepsilon_{rr}}{\varepsilon_{zz}}$, при этом важно, что знаменатель этой дроби при прессовании в ноль не

обращается ни в каких случаях, поэтому бесконечно большие значения не достигаются.

На рис. 2 приведены диаграммы распределения $\frac{\varepsilon_{rr}}{\varepsilon_{\varphi\varphi} + \varepsilon_{rr}}$ по стенкам трубных заготовок с наружными диаметрами $D_1=88$ мм и 129 мм.

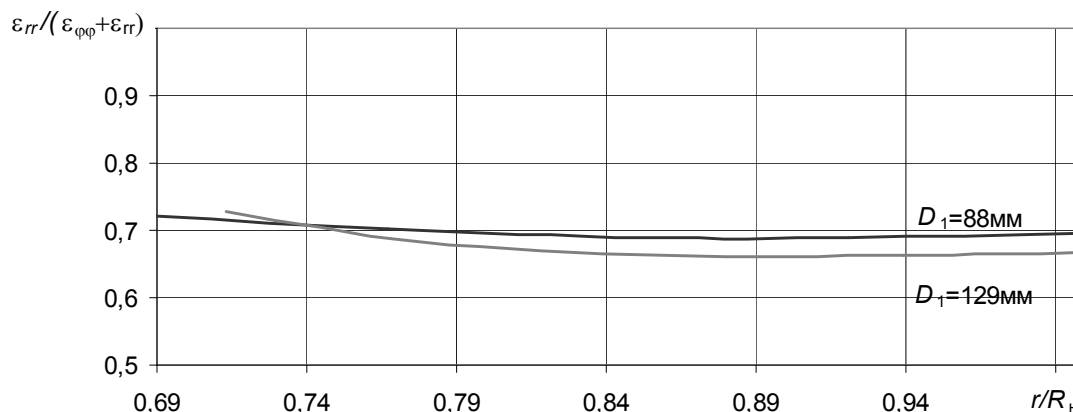


Рис. 2. Эпюра отношений деформаций укорочения по стенкам труб

Из этого рисунка видно, что в обеих трубах текстура радиально-тангенциальная, с более сильной радиальной компонентой, причем в трубе с меньшим наружным диаметром радиальная текстура выражена больше.

С целью проверки этого положения рентгеновским методом выполнили текстурный анализ двух трубных заготовок с различными геометрическими параметрами. Для исследования образцов и построения текстурграмм интенсивности отражения рентгеновских лучей применяли дифрактометр Дрон 3М в медном

излучении при напряжении на рентгеновской трубке 30 кВ и силе тока 14 мА в диапазоне углов 2Θ от 34° до 154° .

Обратные полюсные фигуры (ОПФ) получили для трех ортогональных плоскостей, соответствующих тангенциальному, радиальному и осевому направлениям в трубной заготовке. После обработки полюсных фигур установили, что значения параметров Кернса для трубы $D_1=129$ мм равны $f_r = 0,40$, $f_\varphi = 0,55$, а для трубы с $D_1=88$ мм $f_r = 0,42$, $f_\varphi = 0,45$. В первом случае отношение $f_r / f_\varphi = 0,73$, а во втором $f_r / f_\varphi = 0,93$, поэтому во втором

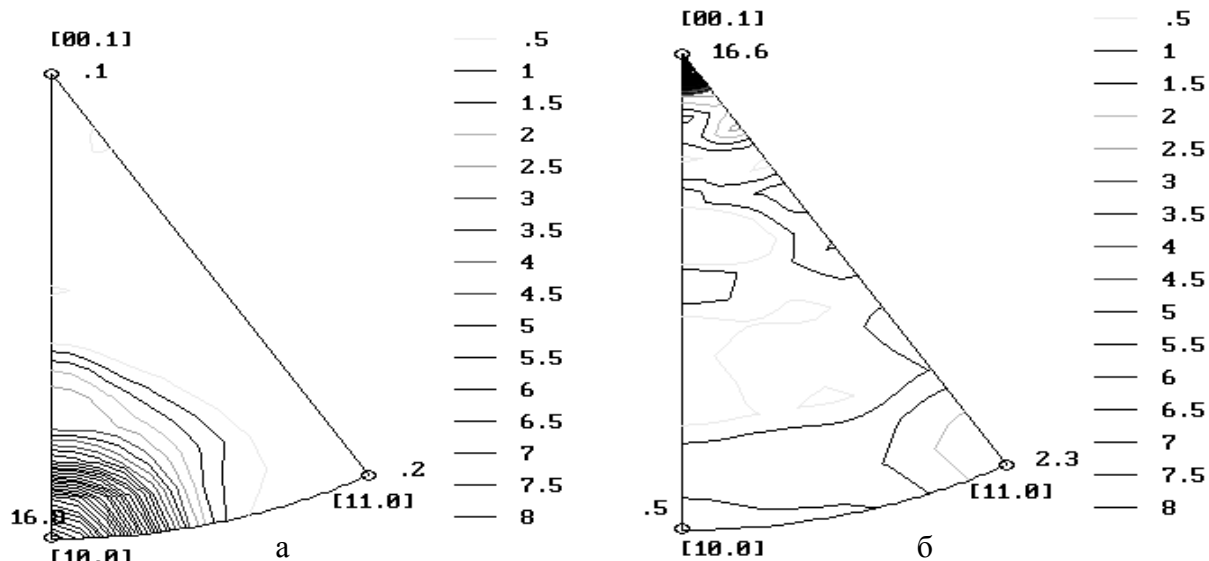


Рис. 3. Обратные полюсные фигуры, построенные для плоскостей, перпендикулярных продольному (а), тангенциальному (б) направлениям трубной заготовки с наружным диаметром $D_1=129$ мм

случае радиальная текстура выражена сильнее. Таким образом, в опыте получен тот же результат, что и в расчете соотношений деформаций укорочения – радиальная текстура выражена сильнее для трубной заготовки с меньшим диаметром.

По данным табл. 1 можно судить об остроте текстуры, которая определяется значением максимальной положительной деформации (удлинения). Значения ε_{11} для внешней поверхности трубы превышают ε_{11} для внутренней поверхности более чем в 1,5 раза, соответственно на внешней поверхности стенки и текстура оказывается острее. Это соответствует результатам рентгеновского исследования трубы с $D_1=129$ мм, представленными на рис. 5.

По данным табл. 1 также можно судить об остроте текстуры, которая определяется значением максимальной положительной деформации (удлинения). Значения ε_{11} для внешней поверхности трубы превышает ε_{11} для внутренней поверхности более чем в 1,5 раза, соответственно на внешней поверхности стенки и текстура должна быть острее. Это соответствует результатам рентгеновского исследования трубы с $D_1=129$ мм, представленными на рис. 3, откуда видно, что текстура на внешнем радиусе трубной заготовки более острая (полусная плотность $P_{hkl}^{max}=7,9$), чем на внутреннем ($P_{hkl}^{max}=3,8$).

Таким образом, методами управления текстурой являются варианты изменения геометрии заготовок на входе и на выходе из прессового передела, в том числе соотношений между диаметрами и толщинами стенок. Поскольку, как установлено расчетами и в опытах, более острая текстура получается на внешнем контуре заготовки, то для получения более текстурованного изделия можно удалять внутренний контур заготовки, например, операцией расточки, а для получения более изотропного изделия можно удалять внешний контур заготовки, например, операцией обточки.

Следует специально отметить, что сделанные выводы относятся к деформации сплавов титана с преобладанием кристаллитов с ГПУ- решеткой, к которым относятся, например, альфа- или псевдо-альфа-сплавы.

Библиографический список

1. Forney C.E., Schemel H.S. Ti 3Al 2,5V seamless tubing engineering guide. Washington, 1987. 115 p.
2. Loginov Yu. N., Smirnov V.G., Kotov V.V. Rheological characteristics of extruded tube from GRADE 9 titanium alloy. Journal Stainless Steel World. Netherlands, 2006. Volume 18. P. 51-54.
3. Логинов Ю.Н., Котов В.В., Смирнов В.Г. Исследование свойств титанового сплава Ti-3Al-2,5V с оценкой склонности к текстурообразованию. В сб. тр. международной конф. «Современные достижения в теории и технологии пластической обработки металлов», СПб, 2005. С.281-284.
4. Логинов Ю.Н., Смирнов В.Г., Котов В.В. Особенности реологических характеристик прессованных труб из титанового сплава Grade 9. Кузнечно-штамповочное производство: перспективы и развитие, Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2005. С.55-65.
5. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: Справочник. М.: Металлургия, 1983. 351 с.
6. Богатов А.А., Левин И.В., Шибанов А.С. Основы математического моделирования формоизменения и эволюции зеренной структуры металла при обработке давлением. Кузнечно-штамповочное производство: перспективы и развитие, Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2005. С.9-25.
7. Леванов А.Н. Общие закономерности и полезные эффекты контактного трения в процессах обработки металлов давлением. Кузнечно-штамповочное производство: перспективы и развитие, Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2005. С. 281-289.
8. Kearns J. J. On the relationship among 'f' texture factors for the principal planes of zirconium, hafnium and titanium alloys. Journal of Nuclear Materials. 2001. V. 299. № 2. P. 171-174.
9. Interlaboratory tests of textures of Zircaloy-4 tubes. Part 1: Pole figure measurement and calculation of Kearns coefficients / J. L. Baron, C. Esling, J. L. Feron, D. Gex, J. L. Glimois // Textures and Microstructures. 1990. Vol. 12. P. 125-140.
10. Патент США № 4390497. Thermal-mechanical treatment of composite nuclear fuel element cladding. Apl. General Electric Company. H. S. Rosenbaum, J. H. Davies. Заявл. 21.10.1981. Оpubл. 28.01.1983. МКИЗ G21C 3/20.
11. Патент США № 4452648. Low in reactor creep Zr-base alloy tubes. Apl. Atomic Energy of Canada Limited. B. A. Cheadle, R. A. Holt. Заявл. 29.06.1981. Оpubл. 05.06.1984. МКИЗ C22F 1/18.
12. Патент США № 4765174. Texture enhancement of metallic tubing having a hexagonal close-packed crystal structure. Apl. Westinghouse Electric Corp. C. S. Cook, G. P. Sabol. Заявл. 20.02.1987. Оpubл. 23.08.1988. МКИ4 B21C 37/30.
13. Патент США № 4990305. Single peak radial texture zircaloy tubing. Apl. Westinghouse Electric Corp. J. P. Foster, C. S. Cook, G. P. Sabol. Заявл. 28.06.1989. Оpubл. 05.02.1991. МКИ5 G21C 3/32.
14. Патент США № 5681406 Manufacturing method of delayed hydride cracking resistant seamless pressure tube made of zirconium (Zr) alloy. Apl. Korea Atomic Energy Research Institute. Sung-Soo Kim; Dae-Whan Kim; Jun-Hwa Hong; Young-Hwan Kang. Заявл. 25.05.1994. Оpubл. 28.10.1997. МКИ6 C22C 16/00.

15. Патент США № 5226981. Method of manufacturing corrosion resistant tubing from welded stock of titanium or titanium base alloy. Apl. Sandvik Special Metals Corporation. Steven E. Meredith, James F. Benjamin. Заявл. 28.01.1992. Оpubл. 13.07.1993. МКИ5 C22C 14/00.
16. Патент США № 5332454. Titanium or titanium base alloy corrosion resistant tubing from welded stock. Apl. Sandvik Special Metals Corporation. Steven E. Meredith, James F. Benjamin. Заявл. 09.03.1993. Оpubл. 26.07.1994. МКИ5 C22C 14/00.
17. Рубина Е.Б., Бецофен С.Я. Механизм пластической деформации титанового альфа-сплава титан-алюминий-ванадий. Физика металлов и металловедение. 1990. №4. С. 191-198.
18. Бецофен С.Я., Рубина Е.Б. О текучести текстурированных сплавов с ГПУ решеткой. Изв. АН СССР. Металлы. 1989. № 6. С. 152-160.
19. Закономерности формирования текстуры и анизотропии механических свойств в листах из титановых сплавов / С.Я. Бецофен, А.А. Ильин, С.В. Скворцова и др. // Металлы. 2005. №2. С. 54-63.